

## 12. 鍛造 Ni 基合金

今回はジェットエンジンのタービブレードを支えるディスクなどに用いられている Ni 基鍛造合金 (wrought Ni based alloy) について述べる。部材が異なるため求められる特性は、タービブレードと大きく異なる。

### 12.1 鍛造 Ni 基合金の製造方法

図 12.1 に鍛造 Ni 基合金の製造過程の模式図を示す。鍛造 Ni 基合金の製造方法は、(a) 鑄造・鍛造を用いる方法 (ingot metallurgy) と (b) 粉末冶金 (powder metallurgy) を用いる方法に分類される。真空溶解によって合金を溶製し、再溶解とスラグ除去によって不純物元素を除去する。その後、熱処理を施した後に鍛造される。一方、真空溶解後、液体合金をアトマイズ粉末し、それらの粒度をそろえた粉末を用いて真空中で仮成型させ、高温静水圧下においてプレス成型される。その後、押し出し加工が施され、鍛造される。

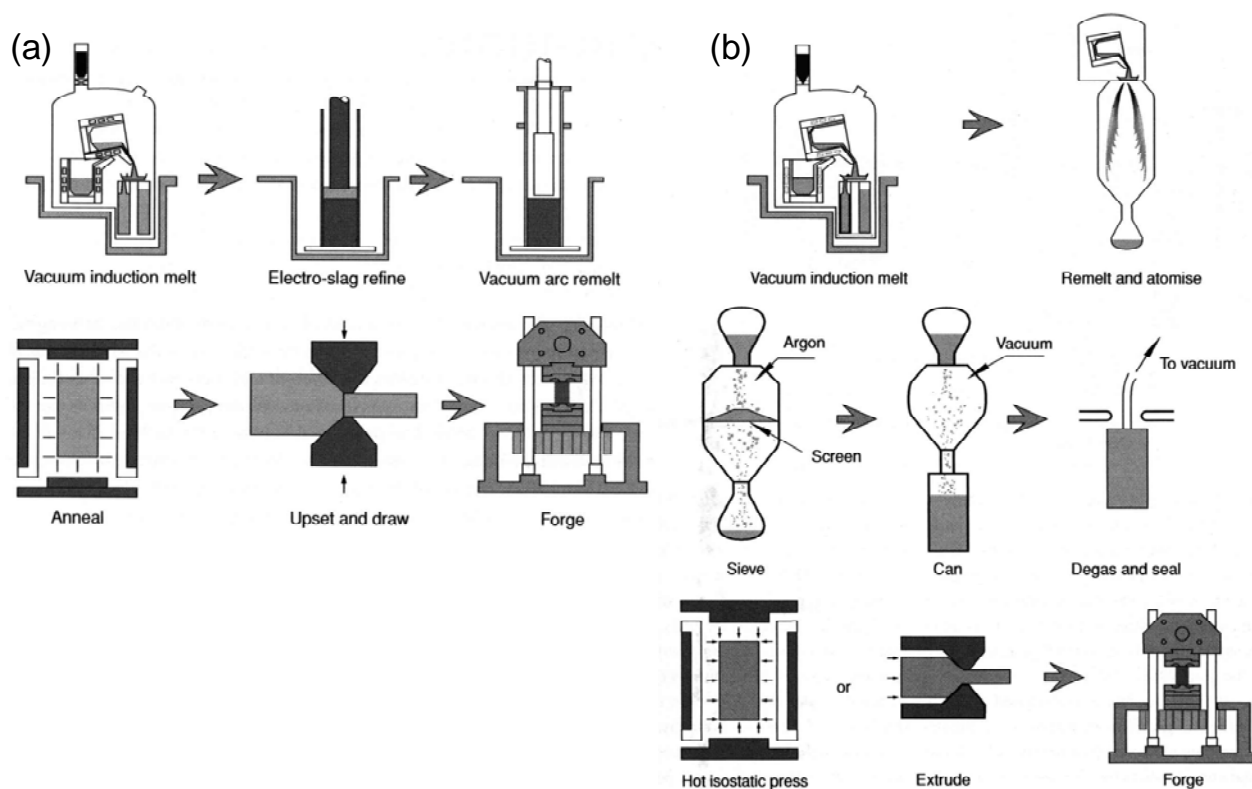
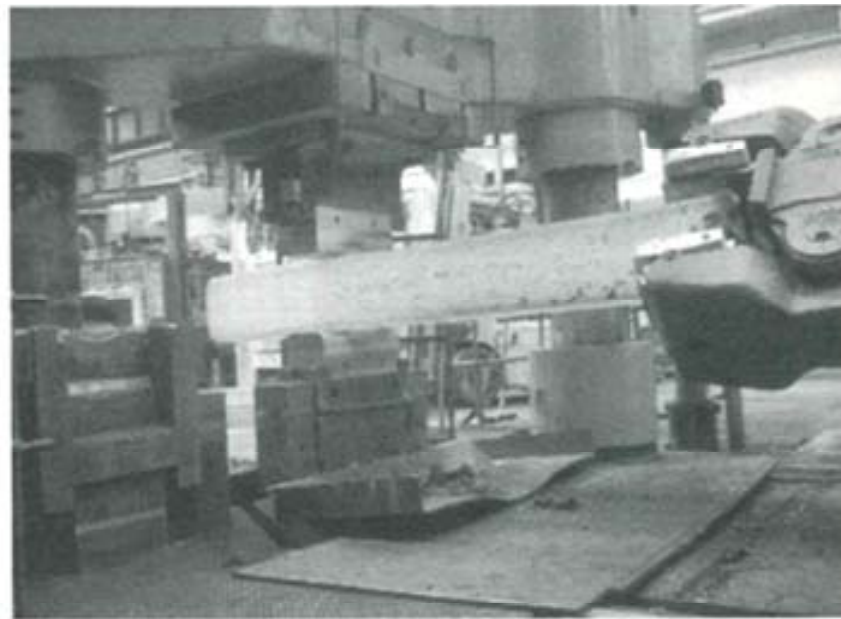


図 12.1 鍛造 Ni 基合金の製造過程：(a) ingot metallurgy, (b) powder metallurgy [1]

図 12.2 に、溶製された Ni 基合金のビレットの鍛造の様子とそのビレットの鍛造に伴う金属組織の変化を示す。溶製後における大型インゴットの断面は結晶粒が伸長した典型的な凝固組織を呈するが、鍛造加工を施すことによりその金属組織は微細化される。その後の溶体化熱処理によって、 $\gamma$ 母相は等軸の結晶粒組織となる。その後の冷却速度もしくは時効処理によって $\gamma/\gamma'$ 二相組織を制御する。



(a)



(b)

図 12.2 (a) 溶製された Ni 基合金のビレットの鍛造の様子と(b) そのビレットの鍛造に伴う金属組織の変化[1]

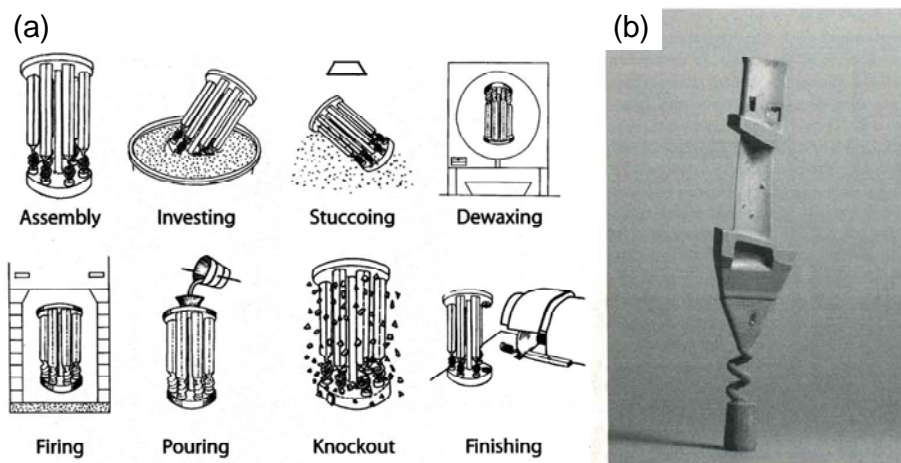


図 12.3 鋳造 Ni 基合金の製造過程[1]

比較のため、図 12.3 に铸造 Ni 基超合金の製造過程を示す。铸造 Ni 基超合金は $\gamma'$ 体積率が高いため鍛造によって成型ができないため、予め铸型を作成し、そのなかに合金の溶湯を流し凝固することが基本である。現状用いられている単結晶合金は凝固速度を制御するなど精密な凝固過程が必要となる。それらの詳細は、本講義の参考書[1]を参考にされたい。

## 12.2 Ni 基铸造合金の種類

表 12.1 に鍛造 Ni 基合金の化学組成を示す。鍛造 Ni 基合金の特徴は、単結晶超合金（表 11.1 及び表 11.2）と比較して、 $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 相に優先的に分配する元素（図 11.9 参照）である Al, Ti, Nb などの元素量が少ないことである。これは $\gamma'$ の体積率が単結晶超合金より少ないことを意味する。これは後述する組織制御指針に従うものである。

表 12.1 既存の鍛造 Ni 基合金の化学組成 [1]

Alloy	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Ta	Fe	Hf	C	B	Zr	Ni
Alloy 10	11.5	15	2.3	5.9	1.7	3.8	3.9	0.75	—	—	0.030	0.020	0.05	Bal
Astrolloy	15.0	17.0	5.3	—	—	4.0	3.5	—	—	—	0.06	0.030	—	Bal
Inconel 706	16.0	—	—	—	2.9	0.2	1.8	—	40.0	—	0.03	—	—	Bal
Inconel 718	19.0	—	3.0	—	5.1	0.5	0.9	—	18.5	—	0.04	—	—	Bal
ME3	13.1	18.2	3.8	1.9	1.4	3.5	3.5	2.7	—	—	0.030	0.030	0.050	Bal
MERL-76	12.4	18.6	3.3	—	1.4	0.2	4.3	—	—	0.35	0.050	0.03	0.06	Bal
N18	11.5	15.7	6.5	0.6	—	4.35	4.35	—	—	0.45	0.015	0.015	0.03	Bal
Rene 88DT	16.0	13.0	4.0	4.0	0.7	2.1	3.7	—	—	—	0.03	0.015	0.03	Bal
Rene 95	14.0	8.0	3.5	3.5	3.5	3.5	2.5	—	—	—	0.15	0.010	0.05	Bal
Rene 104	13.1	18.2	3.8	1.9	1.4	3.5	3.5	2.7	—	—	0.030	0.030	0.050	Bal
RR1000	15.0	18.5	5.0	—	1.1	3.0	3.6	2.0	—	0.5	0.027	0.015	0.06	Bal
Udimet 500	18.0	18.5	4.0	—	—	2.9	2.9	—	—	—	0.08	0.006	0.05	Bal
Udimet 520	19.0	12.0	6.0	1.0	—	2.0	3.0	—	—	—	0.05	0.005	—	Bal
Udimet 700	15.0	17.0	5.0	—	—	4.0	3.5	—	—	—	0.06	0.030	—	Bal
Udimet 710	18.0	15.0	3.0	1.5	—	2.5	5.0	—	—	—	0.07	0.020	—	Bal
Udimet 720	17.9	14.7	3.0	1.25	—	2.5	5.0	—	—	—	0.035	0.033	0.03	Bal
Udimet 720LI	16.0	15.0	3.0	1.25	—	2.5	5.0	—	—	—	0.025	0.018	0.05	Bal
Waspaloy	19.5	13.5	4.3	—	—	1.3	3.0	—	—	—	0.08	0.006	—	Bal

## 12.3 単結晶 Ni 基超合金の組織制御

鍛造 Ni 基超合金の組織制御の基礎は、铸造 Ni 基超合金と同様、Ni-Al 2 元系状態図（図 11.7 (a)）に基づく。しかし、タービンディスクに要求される特性は高い降伏強度（疲労強度）であり、複雑形状の加工性・鍛造性の確保などから、以下のような指針[1]によって合金は組織制御される。

1. 体積率を 40~55 % の $\gamma'$ 相を $\gamma$ 母相内に微細分散させた組織に制御する。
2. 疲労強度とクリープ強度の両立を鑑み、 $\gamma$  母相の結晶粒径は 30~50  $\mu\text{m}$  に制御する。
3. B や C などの粒界に偏析する元素（図 11.9）を添加し、クリープ寿命や低サイクル疲労強度を向上させる。

本講義では、1 の $\gamma'$ 相組織制御に焦点を絞り説明する。図 12.4 に 1N100 合金（粉末冶金法で作製）の組織とその模式図を示す。 $\gamma$ 母相内の結晶粒界に比較的粗大な $\gamma'$ 相（primary  $\gamma'$ ）が存在し、これは溶製後に晶出した $\gamma'$ 相が溶体化処理においても溶解しなかったものである。溶体化処理後の冷却中に $\gamma$ 母相から $\gamma'$ 相が析出し、析出過程は高温と低温の 2 つに分類される。高温において析出した $\gamma'$ 相は secondary  $\gamma'$  と呼ばれ、比較的低温において secondary  $\gamma'$  の間に析出した微細な $\gamma'$ 相は tertiary  $\gamma'$  と呼ばれる。

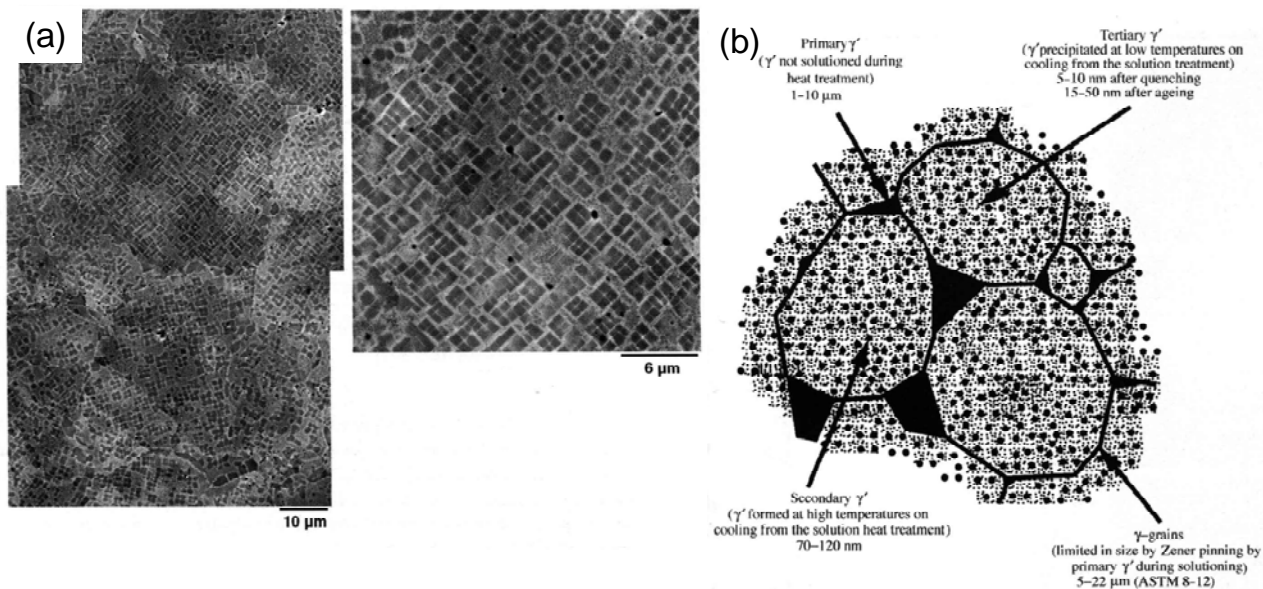


図 12.4 (a) 1N100 合金（粉末冶金法で作製）の組織と(b)その模式図[1]

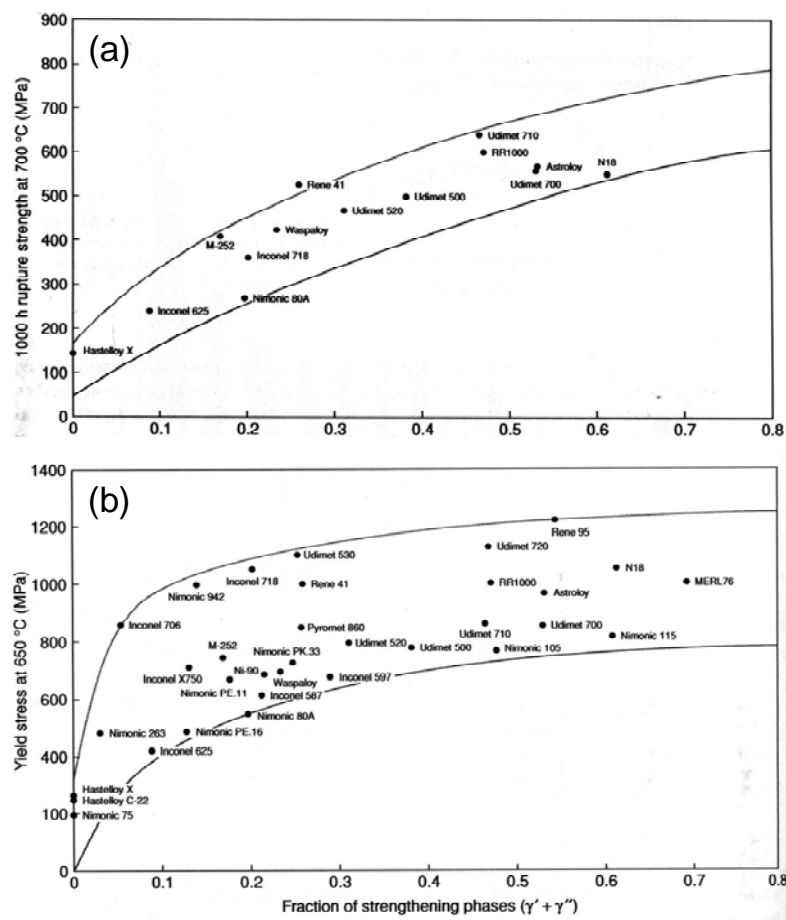


図 12.5 Ni 基鍛造合金の $\gamma'$ 相の体積率に伴う(a)クリープ強度と(b)降伏強度の変化[1]

図 12.5 に、Ni 基鍛造合金の $\gamma'$ 相の体積率に伴うクリープ強度と降伏強度の変化を示す。約 50%の $\gamma'$ 相体積率において高い降伏強度とクリープ強度を示す。さらに $\gamma'$ 相の体積率を向上させると、合金の熱間加工性や靱性が担保できなくなる。

#### 参考図書・参考文献

- [1] The SUPERALLOYS Fundamental and Applications, Roger C. Reed, Cambridge (2006).
- [2] 非鉄材料 ー講座・現代の金属学 材料編 5ー, 日本金属学会 (1987).